

مهندسی متالورژی و مواد

https://jmme.um.ac.ir/

نشریه مهندسی متالورژی و مواد

اثر دمای آنیل میان بحرانی فولاد دوفازی SAPH440 بر رفتار کششی آن*

مقاله پژوهشی

مهران صالحی‌فر[۱] محمد حسن فرشیدی[۲] محمد مزینانی[۳]

DOI: 10.22067/jmme.2022.77644.1062

چکیده فولادهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی به دلیل دارا بودن خواصی مکانیکی قابل توجه نظیر استحکام کششی بالا و شکل‌پذیری مناسب دارای کاربرد گسترده در صنایع خودرو سازی هستند. روشن است که خواص مکانیکی این فولادها وابسته به ویژگیهای ریز ساختاری آنها از جمله کسر حجمی فازهای مختلف و چگالی نابه‌جایی در این فازها است که این مشخصه‌های ریز ساختاری، تابعی از تاریخچه ترمومکانیکی می‌باشند. هدف از این پژوهش، بررسی اثر ریزساختار فولاد فریتی-مارتنزیتی JIS-SAPH440 بر مشخصه‌های رفتار کششی این فولاد نظیر استحکام کششی و نمای حساسیت تنش سیلان به نرخ کرنش آن می‌باشد. به این منظور، پس از انجام آنیل میان بحرانی در دماهایی بین ۷۵۰ الی ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه، رفتار سیلان فولاد مذکور توسط آزمون کشش در دمای محیط در دو نرخ کرنش متفاوت مورد بررسی قرار گرفت. همچنین تحولات ریزساختاری این فولاد توسط میکروسکوپهای نوری و الکترونی روبشی و آزمون پراش اشعه ایکس، مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج نشان داد که افزایش دمای آنیل میان بحرانی از ۷۵۰ به ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد سبب افزایش کسر حجمی فاز مارتنزیت از ۳۱ درصد به ۴۵ درصد و همچنین افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها در فاز فریت از ۵×۱۰^{۱۵} بر متر مربع به $۱/۵۴ \times ۱۰^{۱۶}$ بر متر مربع شد. این تغییرات، سبب شد که استحکام کششی فولاد مذکور از حدود ۸۰۰ مگاپاسکال به حدود ۱۱۰۰ مگاپاسکال افزایش یابد و در مقابل، نمای حساسیت نرخ کرنش به تنش سیلان کاهش یافته و به مقادیر ناچیز برسد.

واژه‌های کلیدی فولاد دو فازی، فریتی-مارتنزیتی، رفتار کششی، چگالی نابه‌جایی، کسر حجمی مارتنزیت.

Effect of Inter-critical Annealing Temperature on the Tensile Behavior of JIS-SAPH440 Steel*

Mehran Salehifar Mohammad Hassan Farshidi Mohammad Mazinani

Abstract Ferritic-Martensitic dual-phase steels are widely used in car manufacturing industries because of their attractive mechanical properties like significant tensile strength and good formability. It is clear that the mechanical properties of these steels are dependent on their microstructural characteristics like the fraction of different phases and the dislocation density of each phase, and these characteristics are affected by the thermomechanical history. The aim of this work is to investigate the effect of the microstructure of the Ferritic-Martensitic SAPH440 steel on its tensile behavior like the tensile strength and the strain rate sensitivity of flow stress. For this purpose, the steel is subjected to inter-critical annealing at different temperatures between 750 ºC to 790 ºC and then, it is subjected to the tension test at room temperature using two different strain rates. Also, the microstructure evolutions of this steel are studied using optical microscopy, scanning electron microscopy, and X-ray diffraction. Results show that the increase of the intercritical annealing temperature from 750 ºC to 790 ºC causes an increase of the martensite fraction from 31% to 45% and the increase of dislocation density of ferrite from 5×10^{14} to 1.54×10^{16}. These variations cause the increase of the tensile strength from 800 MPa to 1100 MPa while the strain rate sensitivity of the flow stress decreases to a negligible amount.

Keywords: Dual-phase steel, Ferritic-Martensitic, Tensile behavior, Dislocation density, Martensite fraction.

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۱/۴/۱۹ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۱/۷/۲۰ می‌باشد.

(۱) دانش‌آموخته کارشناسی ارشد گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران.

(۲) نویسندهٔ مسئول، استادیار گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران.

(۳) دانشیار گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران.

Email: farshidi@um.ac.ir

مقدمه

فولادهای دو فازی دارای خواص منحصر به فردی نظیر نقطه تسلیم پیوسته، استحکام تسلیم متوسط، استحکام کششی بالا، نرخ کار سختی زیاد و شکل‌پذیری فوق العاده خوب می‌باشند. با توجه به خواص مذکور و نیاز صنایعی نظیر صنعت خودرو و صنایع ریلی به فولادهایی با این خواص، فولادهای دوفازی در دهه‌های اخیر به طور گسترده‌ای کاربرد پیدا کرده‌اند [1-3]. ترکیب شیمیایی فولادهای دوفازی معمولاً حاوی ۰/۱–۰/۰۵ درصد وزنی کربن و ۲–۱ درصد وزنی منگنز است و ممکن است دیگر عناصر آلیاژی نظیر مولیبدن، سیلیسیوم، کروم و نایوبیوم نیز به آنها اضافه شود. عنصر کربن مؤثرترین نقش را در سختی‌پذیری دارد و غلظت کربن، به صورت مستقیم بر خواص مکانیکی یک فولاد دو فازی تأثیر می‌گذارد. همچنین عنصر منگنز سبب افزایش سختی‌پذیری و ایجاد قابلیت دوفازی شدن فولاد می‌شود. سیلیسیوم از ایجاد فازهای سمنتیت و پرلیت جلوگیری می‌کند و همچنین باعث افزایش سختی فاز فریت می‌شود. کروم و مولیبدن قابلیت سختی‌پذیری فولاد را افزایش می‌دهند و از ایجاد فاز فریت جلوگیری کرده و تشکیل فاز مارتنزیت را تسهیل می‌کنند. نایوبیوم باعث کاهش اندازه دانه فریت و سبب استحکام‌دهی رسوبی فاز فریت می‌شود [4-11].

ریزساختار فولادهای دوفازی، معمولاً حاوی زمینه نرم فریت به منظور بهبود انعطاف‌پذیری و یک فاز نسبتاً سخت به منظور بهبود استحکام می‌باشد. به طور مثال ریزساختار فولادهای دو فازی فریتی–مارتنزیتی، شامل جزایر پراکنده مارتنزیت در زمینه فریت است. علاوه بر فریت و مارتنزیت، ممکن است مقادیر ناچیزی بینیت و آستنیت باقی‌مانده نیز در ساختار این فولادها وجود داشته باشد. کسر حجمی فاز مارتنزیت در این فولادها مهم ترین عامل تعیین‌کننده خواص مکانیکی آنها می‌باشد که این مهم، با توجه به نوع عملیات حرارتی و یا عملیات ترمومکانیکی انجام‌شده تغییر می‌کند. استحکام کششی بسیار بالا و انعطاف‌پذیری مناسب فولادهای دوفازی فریتی– مارتنزیتی سبب کاربرد گسترده این فولادها در تولید بدنه، شاسی و رینگ چرخ خودرو شده‌است. همچنین به دلیل مقاومت به خستگی مناسب این نوع فولادها می‌توان از آن برای تولید قطعاتی نظیر ریل‌های راه‌آهن استفاده کرد [12-14]. با آنکه روش‌های متعددی برای تولید فولادهای دوفازی فریتی–مارتنزیتی پیشنهاد شده‌است، دو روش رایج صنعتی برای تولید فولادهای مذکور، عبارتند از:

الف) سرمایش پله‌ای بعد از نورد داغ. در این روش، ابتدا نورد داغ در منطقه آستنیتی انجام می‌شود و سپس فولاد تا محدوده دمایی فریت– آستنیت سرد می‌شود تا فاز فریت ایجاد شود. سپس سرمایش سریع اعمال می‌گردد تا فاز آستنیت موجود، به مارتنزیت تبدیل شود.

ب) آنیل میان بحرانی: در این روش، فولاد دارای ساختار فریت– پرلیت ابتدا تا محدوده دمایی بحرانی یعنی منطقه فازی پایداری فریت– آستنیت در بین دماهای بحرانی بالا و پایین گرم می‌شود به‌طوری که میزان مشخصی از آستنیت ایجاد گردد و سپس فولاد، به سرعت تا دمای اتاق سرد می‌شود تا آستنیت ایجاد شده تبدیل به مارتنزیت گردد.

دماهای بحرانی بالا و پایین وابسته به میزان عناصر آلیاژی موجود در فولاد می‌باشند. معمولاً تأثیر غلظت عناصر آلیاژی بر حسب درصد وزنی بر دمای بحرانی پایینی (Ac_1) و بالایی (Ac_3) در نمودار تعادلی Fe-C توسط معادله‌های (۱) و (۲) بیان می‌شود [15]:

$$Ac_1=742-29C-14Mn+13Si+16Cr-17Ni-6Mo+45V+36Cu \quad (۱)$$

$$Ac_3=925-219\sqrt{C}-7Mn+39Si+16Cr-16Ni-13Mo+97V \quad (۲)$$

روشن است که تغییر دمای آنیل میان بحرانی یک فولاد با ترکیب شیمیایی مشخص، سبب تغییر کسر حجمی آستنیت ایجاد شده حین آنیل میان بحرانی می‌شود و در نتیجه کسر حجمی مارتنزیت ایجادشده پس از اعمال سرد کردن سریع آن فولاد، تغییر خواهد کرد. هر چند کسر حجمی آستنیت ایجادشده در دماهای آنیل میان بحرانی مختلف با توجه به نمودار دوتایی آهن– کربن و با استفاده از قانون اهرم قابل محاسبه است، تحقیقات نشان داده‌است که کسر حجمی مارتنزیت ایجادشده پس از سرد کردن سریع، از کسر حجمی آستنیت ایجادشده حین آنیل میان بحرانی، کمتر خواهد بود چرا که با سریع‌ترین نرخ سرد کردن نیز، مقداری از آستنیت به فریت تبدیل خواهد شد [12,16].

قابل توجه است که حضور فاز مارتنزیت و کسر حجمی آن، اثر قابل توجهی روی خواص مکانیکی فولادهای دوفازی فریتی– مارتنزیتی دارد. به طور مثال، رفتار تسلیم پیوسته این فولادها ناشی از افزایش چگالی نابه‌جایی‌های متحرک در فاز فریت واقع شده در نزدیکی جزایر مارتنزیت است. این نابه‌جایی‌ها برای

جبران تفاوت پارامتر شبکه ناشی از انبساط حجمی صورت گرفته در استحاله آستنیت به مارتنزیت، ایجاد می‌شوند. همچنین مشاهده شده‌است که کارسختی فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی وابسته به کسر حجمی مارتنزیت و میزان کرنش می‌باشد [17-19].

بررسی ارتباط استحکام فولادهای دوفازی مارتنزیتی- فریتی با کسر حجمی هر یک از فازهای موجود در ریزساختار آنها و سایر مشخصه‌های ریزساختاری آنها نظیر چگالی نابه‌جایی‌های موجود در هر یک از فازها، از موضوعات مورد توجه محققان می‌باشد. از سوی دیگر، اثر ریزساختار فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی بر حساسیت تنش سیلان آنها به نرخ کرنش، تاکنون کمتر مورد مطالعه قرار گرفته‌است. لازم به ذکر است که معمولاً رابطه تنش سیلان با نرخ کرنش به صورت زیر در نظر گرفته می‌شود:

$$\sigma = C\dot{\varepsilon}^{m} \qquad (۳)$$

که در آن m، بیانگر نمای حساسیت به نرخ کرنش و $\dot{\varepsilon}$ نرخ کرنش اعمالی می‌باشند. تحقیقات قبلی نشان داده‌است که افزایش نمای حساسیت به نرخ کرنش، سبب بهبود شکل‌پذیری ورقهای فلزی می‌شود زیرا با افزایش نمای حساسیت به نرخ کرنش، میزان افزایش نرخ کرنش در منطقه گلویی شده حین تغییر شکل پلاستیک محدود گشته و از تشدید پدیده گلویی شدن، جلوگیری می‌شود [20-22].

هدف از این پژوهش، بررسی اثر دمای آنیل میان بحرانی فولاد دوفازی فریتی-مارتنزیتی SAPH440 بر رفتار کششی این فولاد می‌باشد. بدین منظور، فولاد مذکور در دماهای مختلف در بازه دمایی ۷۵۰ الی ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد، تحت عملیات آنیل میان بحرانی قرار گرفت و سپس با اعمال عملیات سرمایش سریع، کسر حجمی‌های متفاوتی از فاز مارتنزیت در آن ایجاد شد. سپس با انجام آزمون کشش در دو نرخ کرنش دارای اختلاف قابل توجه، اثر دمای آنیل میان بحرانی بر رفتار کششی این فولاد مورد مطالعه قرار گرفت. به علاوه، تحولات ریزساختار این فولاد پس از انجام عملیات حرارتی فوق با مطالعات میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی و تفرق اشعه ایکس بررسی شد تا اثر تحولات ریزساختار بر رفتار کششی فولاد مذکور، مشخص گردد.

فرآیند، آزمون‌ها و روش انجام پژوهش

ورق فولاد SAPH 440 با ریزساختار فریت- پرلیت از مجتمع رینگ‌سازی مشهد دریافت شد. جدول (۱) ترکیب شیمیایی فولاد دریافت شده را نشان می‌دهد که با روش کوانتومتری به‌دست آمده‌است. با توجه به ترکیب شیمیایی مورد اشاره در جدول مذکور و روابط (۱) و (۲)، دماهای Ac_1 و Ac_3 برای فولاد دریافت شده برابر ۷۲۴ و ۸۳۵ درجه سانتی‌گراد می‌باشد. با توجه به دماهای مذکور، فولاد دریافت شده به مدت ۲۰ دقیقه در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد آستنیته شده، سپس در هوای اتاق نرماله شده و به قطعات مختلف تقسیم گردید. سپس، هریک از این قطعات در یکی از دماهای ۷۵۰، ۷۷۰ و ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه آنیل میان بحرانی گردیده و در آب همدمای اتاق، سریعاً سرد شد. پس از انجام چند عملیات حرارتی مذکور، نمونه‌ها تحت آزمون سختی‌سنجی میکرو–ویکرز با نیروی فشاری ۲۵ گرم نیرو قرار گرفتند. به منظور اطمینان از نتایج آزمون سختی‌سنجی، این آزمون برای هر نمونه در چهار نقطه متفاوت تکرار شد. شایان ذکر است که تفاوت موجود در نتایج آزمون سختی حداکثر ۲ درصد بوده‌است. همچنین، برای انجام آزمون کشش نمونه‌های کوچک از فولاد مذکور مطابق استاندارد ASTM E8 تهیه شد و آزمون کشش در دو نرخ کرنش متفاوت $۶/۶\times۱۰^{-۴}\ s^{-1}$ و $۲۶\times۱۰^{-۲}\ s^{-1}$ توسط دستگاه Zwick Z290 انجام شد. شکل (۱) نقشه نمونه‌های کوچک را مطابق استاندارد مذکور نشان می‌دهد. لازم به ذکر است که به منظور اطمینان از نتایج آزمون کشش، این آزمون برای هر نمونه دو بار تکرار شد. شایان ذکر است که تفاوت موجود در نتایج آزمون کشش حداکثر ۳ درصد بوده‌است. با استفاده از نتایج این آزمون، مقدار نمای حساسیت به نرخ کرنش با استفاده از رابطه زیر محاسبه شد [20-22]:

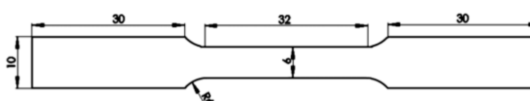
$$m = \frac{\ln(\frac{\sigma 2}{\sigma 1})}{\ln(\frac{\dot{\varepsilon}2}{\dot{\varepsilon}1})} \qquad (۴)$$

به منظور بررسی تحولات ریزساختار پس از اعمال چند عملیات حرارتی مختلف ذکر شده در بالا، نمونه‌های متالوگرافی پس از انجام پولیش مکانیکی و حکاکی در محلول نایتال ۲ درصد، توسط میکروسکوپ نوری Olympus BX60M مورد مشاهده قرار گرفت. همچنین ریزساختار نمونه‌های مذکور با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی Leo 7 مورد مطالعه قرار گرفت. آنالیز کمی مشاهدات ریزساختاری از جمله محاسبه

کسر حجمی فازها با استفاده از نرم‌افزار Image J انجام و برای حداقل ده تصویر متفاوت، تکرار شد. همچنین از آزمون تفرق اشعه ایکس برای تشخیص فازهای موجود در ریزساختار و محاسبه چگالی نابه‌جایی‌های موجود در فاز فریت بهره گرفته شد. بدین منظور، نمونه‌های عملیات حرارتی‌شده تحت آزمون تفرق اشعه ایکس در بازه زاویه پراش مابین ۳۰ الی ۹۰ درجه قرار گرفتند. سپس با استخراج قله‌های مربوط به فاز فریت در الگوهای پراش آزمون تفرق اشعه ایکس، چگالی نابه‌جایی‌های موجود در این فاز با استفاده از روش ویلیامسون–هال محاسبه شد. جزئیات بیشتر در خصوص روش ویلیامسون–هال در پژوهش‌های قبلی ذکر شده‌است [23,24]. لازم به ذکر است که به منظور رسم خطوط مربوط به روش ویلیامسون هال، حداکثر انحراف معیار مجاز ۵ درصد در نظر گرفته شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد دریافت شده بر حسب درصد وزنی

عنصر	S	P	Si	Mn	C	Fe
مقدار	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۱٤	۱/۰۵	۰/۱٦	باقیمانده

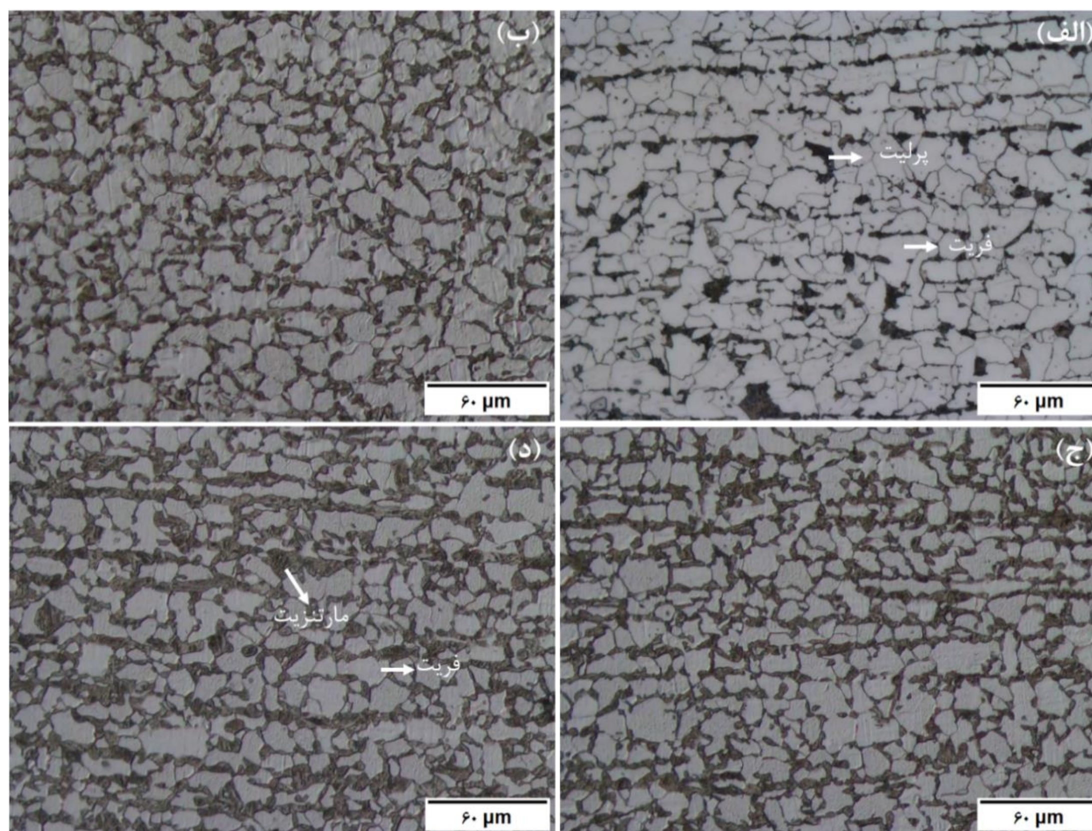


شکل ۱ نقشه نمونه کوچک که از آن برای آزمون کشش استفاده شده‌است

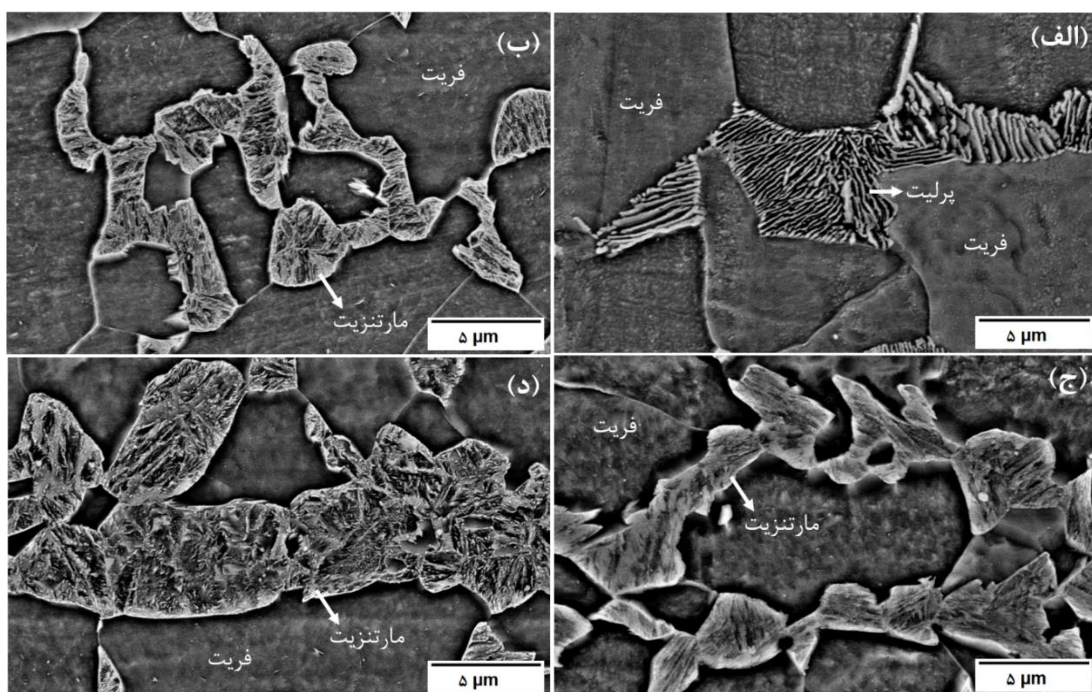
نتایج و بحث

شکل‌های (۲) و (۳) ریزساختار نمونه‌های نرماله شده و دوفازی شده در دماهای آنیل میان بحرانی مختلف را نشان می‌دهد. همان گونه که در این شکل مشخص شده‌است، عملیات اولیه نرماله کردن سبب ایجاد ساختار فریتی–پرلیتی یکنواخت و هم‌محور در نمونه شده که این امر، ایجاد ساختار دوفازی فریتی–مارتنزیتی را حین آنیل میان بحرانی و سرمایش بعد از آن، تسهیل می‌نماید. کسر حجمی پرلیت و فریت در نمونه نرماله شده به ترتیب برابر ۱٦ و ۸٤ درصد محاسبه شده‌است. همان گونه که در شکل های (۲) و (۳) می‌توان دید، افزایش دمای آنیل میان بحرانی از ۷۵۰ الی ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد، سبب افزایش کسر حجمی فاز مارتنزیت شده‌است. کسر حجمی فاز مارتنزیت پس از انجام آنیل میان بحرانی در دماهای ۷۵۰، ۷۷۰ و ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد با استفاده از پردازش تصویر، به ترتیب برابر با ۳۱، ۳۸ و ٤۵ درصد محاسبه شده‌است و فاز فریت مقادیر باقی مانده را تشکیل می‌دهد. همچنین لازم به ذکر است که مقدار سختی فاز مارتنزیت در نمونه‌های مذکور، به ترتیب ۳۳٦، ۳۳۷ و ۳٤۷ ویکرز به‌دست آمد که نشان می‌دهد تغییر دمای آنیل میان بحرانی اثر ناچیزی بر سختی فاز مارتنزیت دارد.

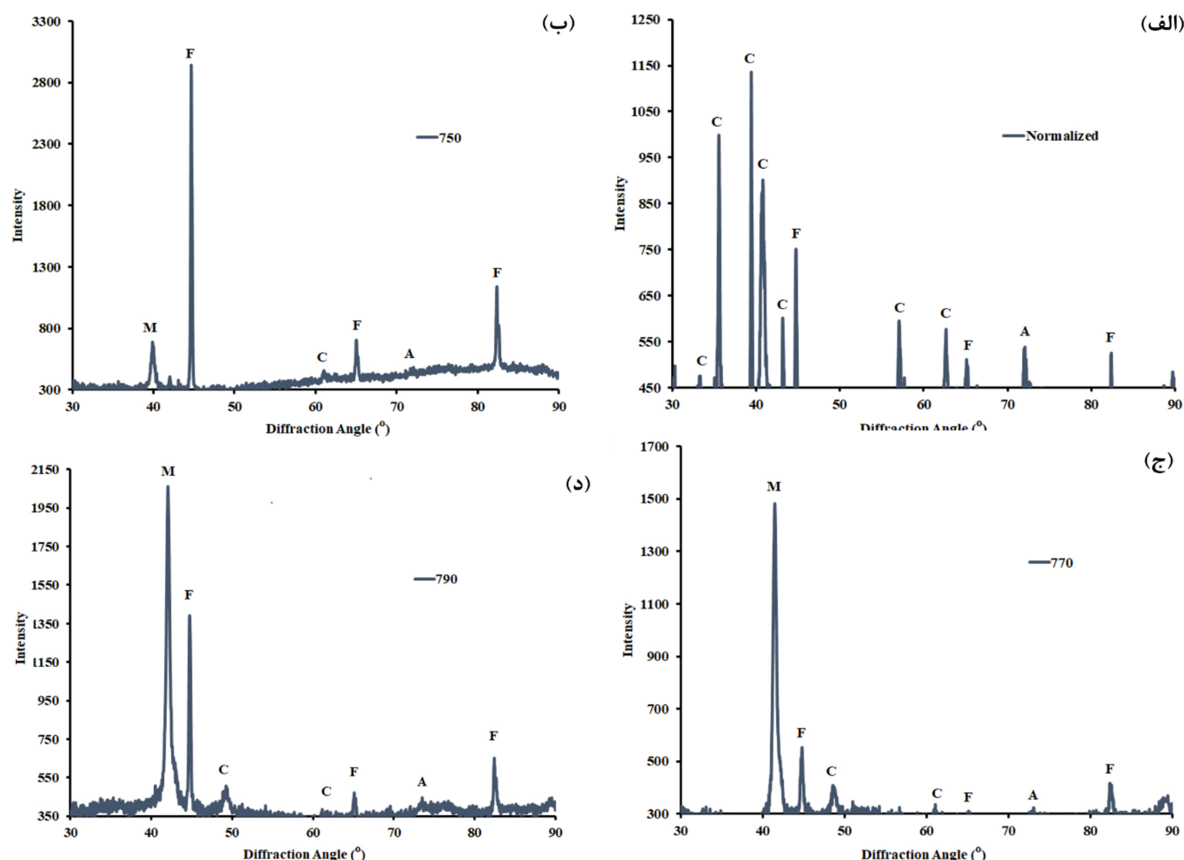
شکل (٤) الگوهای تفرق اشعه ایکس نمونه‌های نرماله شده و دوفازی شده را نشان می‌دهد. همانطور که در این شکل مشخص شده‌است، حضور قله‌های بلند متعلق به دو فاز فریت و سمنتیت در نمونه نرماله شده بیانگر حضور این دو فاز به عنوان دو فاز اصلی این نمونه می‌باشند. همچنین، در نمونه‌های دو فازی شده قله‌های بلند دو فاز فریت و مارتنزیت دیده می‌شوند که نشان می‌دهد این دو فاز، فازهای اصلی ریزساختار در نمونه‌های دوفازی شده می‌باشد. در کنار فریت و مارتنزیت، قله‌های معدود و کوچک مربوط به دو فاز آستنیت و سمنتیت در نمونه‌های دو فازی شده دیده می‌شوند که بیانگر حضور بسیار جزئی این دو فاز در این نمونه‌ها می‌باشند. همچنین، با مقایسه قله‌های مربوط به فریت در نمونه‌های دو فازی شده، مشخص است که با افزایش دمای آنیل میان بحرانی قله‌های مربوط به فریت پهن‌تر خواهند شد. این امر، به سبب افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها در این نمونه‌ها رخ می‌دهد که بر اساس آن با استفاده از روش ویلیامسون–هال، چگالی نابه‌جایی‌های فاز فریت محاسبه شده و در جدول (۲)، آورده شده‌است. همانطور که در این جدول مشخص شده‌است، نمونه نرماله شده دارای کمترین چگالی نابه‌جایی است که علت آن، عدم تشکیل فاز مارتنزیت به علت سرد کردن آهسته این نمونه در هوا می‌باشد. در مقایسه با نمونه نرماله شده، نمونه‌های دوفازی شده دارای چگالی نابه‌جایی بسیار بالاتری می‌باشند. همچنین چگالی نابه‌جایی فریت با افزایش دمای آنیل میان بحرانی افزایش می‌یابد که این مطلب را می‌توان به افزایش کسر حجمی مارتنزیت نسبت داد که سبب می‌شود مقدار نابه‌جایی‌های ایجاد شده در فریت برای جبران تغییر حجم ناشی از استحاله مارتنزیتی، افزایش یابد [3,25].



شکل ۲ ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه‌های: (الف) نرماله شده و آنیل میان بحرانی شده در دماهای: (ب) ۷۵۰، (ج)۷۷۰ و (د) ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد



شکل ۳ ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های: (الف) نرماله شده و آنیل میان بحرانی شده در دماهای: (ب) ۷۵۰، (ج)۷۷۰ و (د) ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد



شکل ٤ نتایج آزمون تفرق اشعه ایکس نمونه‌های: (الف) نرماله شده و آنیل میان بحرانی شده در دماهای: (ب) ۷۵۰، (ج) ۷۷۰ و (د) ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد. قله‌ای متعلق به فازهای آستنیت، سمنتیت، مارتنزیت و فریت به ترتیب با A، C، M و F مشخص شده‌اند.

شکل (۵) نمودارهای تنش و کرنش به‌دست آمده برای نمونه‌های مختلف را با یکدیگر مقایسه می‌کند. همانطور که در این شکل مشخص شده‌است، هرچه دمای آنیل میان بحرانی افزایش یابد، مقدار استحکام تسیلم و استحکام کششی نمونه افزایش می‌یابد که این امر را می‌توان به افزایش کسر حجمی فاز مارتنزیت و چگالی نابه‌جایی‌های فاز فریت نسبت داد. همچنین، با افزایش دمای آنیل میان بحرانی که سبب افزایش چگالی نابه‌جایی‌های فاز فریت می‌شود، اختلاف در منحنی‌های تنش و کرنش به‌دست آمده در دو نرخ کرنش متفاوت کاهش می‌یابد که این مهم نشان‌دهنده کاهش نمای حساسیت به نرخ کرنش است. همانطور که در جدول (۲) مشخص است، با افزایش دمای آنیل میان بحرانی، مقدار نمای حساسیت به نرخ کرنش کاهش می‌یابد و با اعمال دمای آنیل میان بحرانی ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد، مقدار نمای حساسیت به نرخ کرنش به مقادیر بسیار ناچیز می‌رسد. این پدیده را می‌توان به افزایش شدید چگالی نابه‌جایی‌های متحرک فاز فریت نسبت داد که سبب می‌شود سرعت حرکت نابه‌جایی‌ها با اعمال یک نرخ کرنش ثابت کاهش یابد و بنابراین، تنش کمتری برای لغزش نابه‌جایی مورد نیاز باشد [26-29].

تحقیقات قبلی نشان می‌دهد که مقدار استحکام کششی فولادهای مارتنزیتی را با استفاده از سختی ویکرز آنها می‌توان به این صورت محاسبه کرد [30]:

$$\sigma_M = -273.6 + 4.279Hv \quad (۵)$$

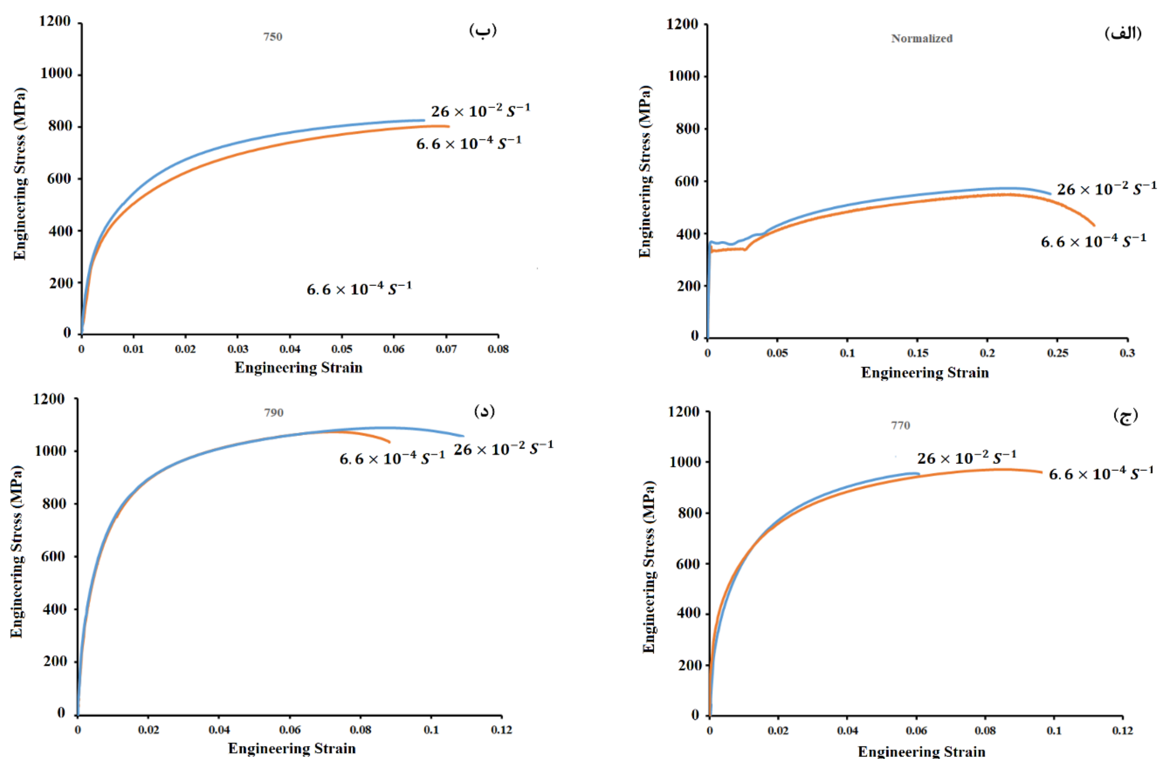
که در این رابطه Hv سختی ویکرز فولاد مارتنزیتی می‌باشد. همچنین استحکام فاز فریت را می‌توان با استفاده از مقادیر چگالی نابه‌جایی‌ها در فریت (ρ) که در جدول (۲) آورده شده‌است، به این صورت محاسبه کرد [31]:

$$\sigma_F = \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (٦)$$

که در این رابطه، b اندازه بردار برگرز نابه‌جایی در فریت، G مدول برشی فریت و α یک ثابت است. همچنین، با استفاده از قانون مخلوط می‌توان استحکام یک فولاد فریتی–مارتنزیتی را با توجه به استحکام فازهای موجود در آن به صورت زیر محاسبه کرد [32]:

$$\sigma_T = f_F\sigma_F + f_M\sigma_M \quad (۷)$$

که در رابطه f_F و f_M به ترتیب کسور حجمی فریت و مارتنزیت می‌باشند. با استفاده از داده‌های جداول (۱) و (۲) روابط (۵) الی (۷)، همچنین با در نظر گرفتن مقدار b برابر ۰/۲۵ نانومتر، G برابر ۷۵ گیگاپاسکال و α برابر ۰/۵، می‌توان استحکام کششی نمونه‌های دوفازی شده در دماهای آنیل میان بحرانی مختلف را به‌دست آورد [28] که نتایج این محاسبات، با مقادیر واقعی به‌دست آمده از آزمون‌های کشش، در جدول (۳) مقایسه شده‌است. همانطور که در این جدول مشخص شده‌است، افزایش دمای آنیل میان بحرانی سبب افزایش چشمگیر استحکام فولاد دوفازی می‌گردد. همچنین نتایج مدل ارائه شده، تطابق مناسبی با نتایج آزمون کشش دارد. به علاوه، همانطور که در جدول مذکور مشخص است، افزایش استحکام کششی فولاد مذکور در اثر افزایش دمای آنیل میان بحرانی، به دلیل افزایش کسر حجمی فاز مارتنزیت و افزایش استحکام فاز فریت به دلیل افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها درون آن رخ می‌دهد در حالی که استحکام فاز مارتنزیت، تقریباً ثابت باقی می‌ماند.



شکل ۵ نتایج آزمون کشش نمونه‌های: (الف) نرماله شده و آنیل میان بحرانی شده در دماهای: (ب) ۷۵۰، (ج)۷۷۰ و (د) ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد

جدول ۲ مقایسه برخی ویژگی‌های ریزساختاری و مکانیکی نمونه نرماله شده با نمونه‌های آنیل میان بحرانی شده در دماهای مختلف

دمای آنیل میان بحرانی (°C)	کسر حجمی مارتنزیت (٪)	چگالی نابه‌جایی فریت (m^{-2})	سختی مارتنزیت (ویکرز)	نمای حساسیت به نرخ کرنش
– (نرماله)	۰	$۸/۸۷ \times ۱۰^{۱۴}$	–	۰/۰۰۸٤
۷۵۰	۳۱	۵×۱۰^{۱۵}	۳۳٦	۰/۰۱۷
۷۷۰	۳۸	$۹/٦۱ \times ۱۰^{۱۵}$	۳۳۷	۰/۰۰۲٦
۷۹۰	٤۵	$۱/۵٤ \times ۱۰^{۱٦}$	۳٤۷	۰/۰۰۰۳۷

جدول ۳ مقایسه استحکام کششی محاسبه شده از روابط ۷–۵ با مقادیر به دست آمده از آزمون کشش در نرخ کرنش s^{-1} ۶/۶×۱۰⁻⁴

استحکام کششی در آزمون (مگاپاسکال)	استحکام کششی کل محاسبه شده (مگاپاسکال)	استحکام فاز فریت (مگاپاسکال)	کسر حجمی فاز مارتنزیت (درصد)	استحکام فاز ماتنزیت (مگاپاسکال)	دمای آنیل میان بحرانی (°C)
۸۰۳	۸۰۶	٦٤٥	۳۱	۱۱٦٤	۷۵۰
۹۷۳	۱۰۱۰	۹۱۹	۳۸	۱۱٦۸	۷۷۰
۱۰۸۸	۱۱۸۰	۱۱٦۰	٤٥	۱۲۱۱	۷۹۰

نتیجه‌گیری

با توجه به نتایج این پژوهش می‌توان گفت:

۱. افزایش دمای آنیل میان بحرانی از ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد، سبب افزایش کسر حجمی مارتنزیت ایجادشده در فولاد SAPH440 از ۳۱ درصد به ٤٥ درصد شد.

۲. با افزایش دمای آنیل میان بحرانی به میزان مذکور، نمای حساسیت به نرخ کرنش فولاد مذکور از ۰/۰۱۷ به ۰/۰۰۰۳۷ کاهش یافت که دلیل آن، افزایش چگالی نابه‌جایی‌های متحرک در فاز فریت است که هنگام استحاله مارتنزیتی ایجاد شده‌اند.

۳. در اثر افزایش دمای آنیل میان بحرانی به میزان مذکور، استحکام کششی فولاد مذکور از حدود ۸۰۰ مگاپاسکال به حدود ۱۱۰۰ مگاپاسکال رسید. این پدیده را علاوه بر افزایش کسر حجمی فاز مارتنزیت، به افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها در فاز فریت می‌توان نسبت داد که سبب افزایش استحکام این فاز می‌گردد.

مراجع

1. Atreya, V., Van Dokkum, J.S., Bos, C., Santofimia, M.J., "Effect of The Anisotropy of Martensitic Transformation on Ferrite Deformation in Dual-Phase Steels", *Materials & Design*, Vol. 219, Article No. 110805, (2022).
2. Matsuno, T., Ando, R., Yamashita, N., Yokota, H., Goto, K., Watanabe, I., "Analysis of preliminary local hardening close to the ferrite–martensite interface in dualphase steel by a combination of finite element simulation and nanoindentation test", *International Journal of Mechanical Science*, Vol. 180, Article No. 105663, (2020).
3. Leslie, W.C., "The Physical Metallurgy of Steels", Hempisphere Publishing Corp., (1981).
4. Mazinani, M., Poole, W.J., "Effect of Martensite Plasticity on the Deformation Behavior of a Low-Carbon Dual-Phase Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38, pp. 328-339, (2007).
5. Allain, S. Y. P., Pushkareva, I., Teixeira, J., Goune, M., Scott C., "Dual-Phase Steels: The First Family of Advanced High Strength Steels", *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys*, Vol. 2, pp. 37-62, (2022).
6. Schemmann, L., Zaefferer, S., Raabe, D., Friedel, F., Mattissen, D., "Alloying Effect on Microstructure Formation of Dual Phase Steels", *Acta Materialia*. Vol. 95, pp. 386-398, (2015).
7. Mondal, D.K., Dey, R.M., "Effect of grain size on the microstructure and mechanical properties of a C-Mn-V dual-phase steel", *Material Science and Engineering A*, Vol. 149, pp. 173-181, (1992).
8. Bag, A., Ray, K., Dwarakadasa, E.S., "Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30A, pp. 1193-1202, (1999).
9. Sun, S., Pugh, M., "Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite", *Material Science and Engineering A*, Vol. 335, pp. 298-308, (2002).

10. Avramovic-Cingara, G., Ososkov, Y., Jain, M.K., Wilkinson, D.S., Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels, *Material Science and Engineering A*, Vol. 516, pp. 7-16, (2009).
11. Speich, G. R., Demarest, V. A. , Miller, R. L., "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 12A, pp. 1419-1428, (1981).
12. Maleque, M. A., Poon, Y. M., Masjuki, H. H., "The Effect of Intercritical Heat Treatment on the Mechanical Properties of AISI 3115 Steel", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 153-154, pp. 482-487, (2004).
13. Soliman, M., Palkowski, H., "Tensile Properties and Bake Hardening Response of Dual Phase Steels with Varied Martensite Volume Fraction", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 777, Article No. 139044, (2020).
14. Fereiduni, E., Ghasemi-Banadkouki, S. S., "Improvement of Mechanical Properties in A Dual-Phase Ferrite-Martensite AISI4140 Steel Under Tough-Strong Ferrite Formation", *Materials and Design*, Vol. 56, pp. 232-240, (2014).
15. Gorni, A. A., "Steel Forming and Heat Treating Hand Book", Socorro SP, Brazil, (2006).
16. Lawson, R. D., Metlock, D. K., Kruss, G., "An Etching Technique for Micro Alloyed Dual Phase Steels", *Metallography*, Vol. 13, pp. 71-87, (1980).
17. Lai, Q., Brassart, L., Bouaziz, O., Goune, M., Verdier, M., Parry, G., Perlade, A., Brechet, Y., Pardoen, T., "Influence of Martensite Volume Fraction and Hardness on The Plastic Behavior of Dual-Phase Steels: Experiments and Micromechanical Modeling", *International Journal of Plasticity*, Vol. 80, pp. 187-203, (2016).
18. Zhang, J., Di, H., Deng, Y., Misra, R.D.K., "Effect of Martensite Morphology and Volume Fraction on Strain Hardening and Fracture Behavior of Martensite-Ferrite Dual Phase Steel", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 627, pp. 230-240, (2015).
19. Ashrafi, H., Shamanian, M., Emadi, R., Saeidi, N., "Correlation of Tensile Properties and Strain Hardening Behavior with Martensite Volume Fraction in Dual-Phase Steels", *Transaction of the Indian Institute of Metals*, Vol. 70, pp. 1575-1584, (2017).
20. Langdon, T. G., "The Relationship Between Strain Rate Sensitivity and Ductility in Superplastic Materials", *Scripta Metallurgica*, Vol. 11, pp. 997-1000, (1977).
21. Hedworth, J., Stowell, M., "The Measurement of Strain Rate Sensitivity in Superplastic alloys", *Journal of Materials Science*, Vol. 6, pp. 1061-1069, (1971).
22. Hyun Sung, J., Hoon Kim, J., Wagoner, R.H., "A Plastic Constitutive Equation Incorporating Strain, Strain-Rate, and Temperature", *International Journal of Plasticity*, Vol. 26, pp. 1746-1771, (2010).
23. Williamson, G.K., Smallman, R.E., "Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum", *Philosophical Magazine*, Vol. 1, No. 1, pp. 34-46, (1956).
24. Woo, W., Ungár, T.S., Feng, Z.L., Keink, E., and Clausen, B., "X-ray and neutron diffraction m easurements of dislocation density and subgrain size in a friction-stir-welded aluminum alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41, No. 5, pp. 1210-1216, (2010).
25. Lied, U., Traint, S., Werner, E. A., "An Unexpected Feature of the Stress- Strain Diagram of Dual Phase Steel", *Computational Materials Science*, Vol. 25, pp .122-128, (2002).

26. Caillard, D., Martin, J.L., "Thermally Activated Mechanisms in Crystal Plasticity", Cambridge University Press, Cambridge, (2003).
27. Nabarro, F. R. N., "Dislocations in Solids", *Material Science and Engineering B*, Vol. 37, Pp. 121-126, (1996).
28. Kocks, U., Argon A., Ashby M., "Thermodynamics and Kinetics of Slip", Pergamon Press, Oxford, (1975).
29. Yoshida, H., Takagi, S., Sakai, S., Morito, S., Ohba, T., "Crystallographoc Analysis of Lath Martensite in Ferrite-Martensite Dual Phase Steel Sheet Annealed after Cold- Rolling, *ISIJ International*, Vol. 55, No. 10, pp. 2198-2205, (2015).
30. Pavlina, E.J., Van Tyne, C.J., "Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 17, pp. 888–893, (2008).
31. Bakhshi, R. , Farshidi, M. H. , Sajjadi, S. A., "Strengthening of aluminium alloy 7005 through imposition of severe plastic deformation supplemented by different ageing treatments", *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 31, pp. 2909−2921, (2021).
32. Alibeyki, M., Mirzadeh, H., Najafi, M., Kalhor, A., "Modification of Rule of Mixtures for Estimation of the Mechanical Properties of Dual Phase Steels", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 26, pp. 2683–2688, (2017).